

EUROPEAN PATENT OFFICE

Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 11131176
PUBLICATION DATE : 18-05-99

APPLICATION DATE : 28-10-97
APPLICATION NUMBER : 09295899

APPLICANT : KAWASAKI STEEL CORP;

INVENTOR : AMANO KENICHI;

INT.CL. : C22C 38/00 C21D 1/10 C21D 8/00 C21D 9/32 C22C 38/06 C22C 38/14

TITLE : INDUCTION HARDENED PARTS AND PRODUCTION THEREOF

ABSTRACT : PROBLEM TO BE SOLVED: To obtain machine parts such as gears having characteristics equal to or better than those of carburized particles as for machinability or the like with high productivity by specifying the chemical compsn. of steel and the number and size of oxide nonmetallic inclusions and furthermore specifying hot forging conditions in a secondary working process.

SOLUTION: Steel having a compsn. contg., by weight, 0.5 to 0.75% C, 0.5 to 1.8% Si, 0.1 to 1.5% Mn, \leq 0.020% P, 0.019 to 0.05% Al, \leq 0.0015% O and 0.003 to 0.015% N, contg., at need, one or more kinds among 0.05 to 0.5% Mo, 0.0003 to 0.005% B, 0.005 to 0.05% Ti, 0.1 to 1.0% Ni, 0.005 to 0.5% V and 0.01 to 0.5% Nb, and the balance Fe is heated to the temp. region of the Ac_3 -100°C to the Ac_3 +200°C, is forged at \geq 70% draft in the temp. region, is next cooled at a rate of 0.005°C/sec and is thereafter subjected to induction hardening and tempering treatment to obtain the parts in which the number of oxide nonmetallic inclusions in the steel is regulated to \leq 2.5/mm² and the maximum size thereof is regulated to \leq 19 μ .

COPYRIGHT: (C)1999,JPO

THIS PAGE BLANK (USPTO)

(19) 日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平11-131176

(43) 公開日 平成11年(1999)5月18日

(51) Int.Cl.⁶
C 22 C 38/00
C 21 D 1/10
8/00
9/32
C 22 C 38/06

識別記号
3 0 1

F I
C 22 C 38/00
C 21 D 1/10
8/00
9/32
C 22 C 38/06

3 0 1 A

A

A

A

審査請求 未請求 請求項の数12 OL (全22頁) 最終頁に統く

(21) 出願番号

特願平9-295899

(22) 出願日

平成9年(1997)10月28日

(71) 出願人 000001258

川崎製鉄株式会社

兵庫県神戸市中央区北本町通1丁目1番28
号

(72) 発明者 星野 俊幸

岡山県倉敷市水島川崎通1丁目(番地な
し) 川崎製鉄株式会社水島製鉄所内

(72) 発明者 大森 靖浩

岡山県倉敷市水島川崎通1丁目(番地な
し) 川崎製鉄株式会社水島製鉄所内

(72) 発明者 天野 康一

岡山県倉敷市水島川崎通1丁目(番地な
し) 川崎製鉄株式会社水島製鉄所内

(74) 代理人 弁理士 森 哲也 (外3名)

(54) 【発明の名称】 高周波焼入部品およびその製造方法

(57) 【要約】

【課題】生産性の良い高周波焼入による歯車等の製造に好適で、しかも従来の浸炭プロセスで製造される歯車に比較して、切削性などに関して同等以上の特性を確保することが可能な高周波焼入部品およびその製造方法を提供する。

【解決手段】鋼の化学組成、鋼中の酸化物系非金属介在物の個数及びサイズを規制し、且つ二次加工プロセスに於ける熱間鍛造条件を規定することにより、歯車製造プロセスを従来の浸炭焼入れから高周波焼入れに変更する。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量比で、C:0.5~0.75%、Si:0.5~1.8%、Mn:0.1~1.5%、P:0.020%以下、S:0.020%以下、Al:0.019~0.05%、O:0.0015%以下、N:0.003~0.015%を含有し残部Fe及び不可避的不純物よりなる鋼材からなり、Ac₃-100°C以上Ac₃+200°C以下の温度域での加熱とその温度域における加工率70%以上の鍛造と0.005°C/s以上の冷却速度による冷却とを経て高周波焼入及び焼もどし処理を施して得ることを特徴とする高周波焼入部品。

【請求項2】 前記鋼材は、組成中にさらに、重量比で、Mo:0.05~0.5%、B:0.0003~0.005%、Ti:0.005~0.05%、Ni:0.1~1.0%の一種以上を含有していることを特徴とする請求項1記載の高周波焼入部品。

【請求項3】 前記鋼材は、組成中にさらに、重量比で、V:0.005~0.5%、Nb:0.01~0.5%の少なくとも一種を含有していることを特徴とする請求項1記載の高周波焼入部品。

【請求項4】 前記鋼材は、組成中にさらに、重量比で、Mo:0.05~0.5%、B:0.0003~0.005%、Ti:0.005~0.05%、Ni:0.1~1.0%の一種以上とV:0.005~0.5%、Nb:0.01~0.5%の少なくとも一種とを含有していることを特徴とする請求項1記載の高周波焼入部品。

【請求項5】 前記鋼材中の酸化物系非金属介在物個数が2.5/mm²以下でかつその最大サイズが19μm以下である請求項1ないし請求項4のいずれかに記載の高周波焼入部品。

【請求項6】 前記鋼材は、鋳造後の鋼片より断面減少率で95%以上の圧延により製造されたものであることを特徴とする請求項1ないし請求項5のいずれかに記載の高周波焼入部品。

【請求項7】 重量比で、C:0.5~0.75%、Si:0.5~1.8%、Mn:0.1~1.5%、P:0.020%以下、S:0.020%以下、Al:0.019~0.05%、O:0.0015%以下、N:0.003~0.015%を含有し残部Fe及び不可避的不純物よりなる鋼材を、Ac₃-100°C以上Ac₃+200°C以下の温度域に加熱し、その温度域において加工率70%以上の鍛造を施し、次いで0.005°C/s以上の冷却速度により冷却し、その後高周波焼入及び焼もどし処理を施すことを特徴とする高周波焼入部品の製造方法。

【請求項8】 前記鋼材は、組成中にさらに、重量比で、Mo:0.05~0.5%、B:0.0003~0.005%、Ti:0.005~0.05%、Ni:0.1~1.0%の一種以上を含有していることを特徴

とする請求項7記載の高周波焼入部品の製造方法。

【請求項9】 前記鋼材は、組成中にさらに、重量比で、V:0.005~0.5%、Nb:0.01~0.5%の少なくとも一種を含有していることを特徴とする請求項7に記載の高周波焼入部品の製造方法。

【請求項10】 前記鋼材は、組成中にさらに、重量比で、Mo:0.05~0.5%、B:0.0003~0.005%、Ti:0.005~0.05%、Ni:0.1~1.0%の一種以上とV:0.005~0.5%、Nb:0.01~0.5%の少なくとも一種とを含有していることを特徴とする請求項7に記載の高周波焼入部品の製造方法。

【請求項11】 前記鋼材中の酸化物系非金属介在物個数が2.5/mm²以下でかつその最大サイズが19μm以下である請求項7ないし請求項10のいずれかに記載の高周波焼入部品の製造方法。

【請求項12】 前記鋼材は、鋳造後の鋼片を断面減少率95%以上で圧延してなることを特徴とする請求項7ないし請求項11のいずれかに記載の高周波焼入部品の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、高周波焼入部品及びその製造方法に関し、特に、従来は炭素鋼に浸炭、窒化などの表面処理を施すことにより製造される歯車等の部品に好適に適用できるものである。

【0002】

【従来の技術】従来、自動車、産業機械に用いられる歯車は、0.2%程度の炭素を含有する浸炭用合金鋼に鍛造、切削、旋削、歯切りを順に施すことにより所定の形状に加工し、その後に浸炭焼入れ焼戻し処理を行って歯車として必要な機能を確保するという方法で製造されている。このような浸炭プロセスによる製造は従来の歯車製造工程の主流となっているが、浸炭には800から950°C程度の温度で数時間の処理が必要なため、歯車製造ライン中に組み入れることが困難であり、生産性を向上させることに限界がある。その結果、製造コストの低減にも自ずから限度が生じていた。

【0003】また、浸炭は通常、ガス浸炭法によるのが一般的であるが、ガス浸炭時に被処理材の表面層に不可避的に表面異常層が発生し、この異常層が疲労強度及び衝撃特性を低下させるために、疲労強度及び衝撲特性の向上に限度があった。また、浸炭焼入れ時に発生する熱処理歪みにより被処理材に変形が生じるため、熱処理条件の厳密な制御が要求される。

【0004】上記した従来の浸炭焼入れ焼戻し処理に伴う問題点を克服するために、浸炭プロセスを前提として、鋼材中のSi、Mn、Crの量を減らすと共にMo、Ni等を添加することによりガス浸炭時に発生する表面異常層を低減し、疲労強度及び衝撲特性の改善を意

図した高強度浸炭用鋼が開発されるに至っている。しかしその場合も、高価な合金元素を多量に用いるために鋼材コストの上昇を招くとともに被削性等の加工性を劣化させるため、高強度化は図れるものの製造コストの上昇を招くという問題がある。また、JIS規格 SCM435 及び S55C 等の機械構造用合金鋼及び炭素鋼を用いて、浸炭焼入プロセスよりも生産能率が高い高周波焼入による歯車の製造が試みられているが、これらの鋼は本来、歯車への適用を考慮して決定された化学組成でないために、浸炭プロセスにより製造される歯車のごとく自動車のトランスマッショナやデファレンシャルに用いられる高強度の歯車への適用は困難であり、比較的低強度の歯車のみへの適用に留まっている。

【0005】

【発明が解決しようとする課題】こうした高強度部品を製造する際の従来の諸問題を解決するために、たとえば特開昭60-169544号公報には、鋼の化学組成を特定の範囲に規制することにより高周波焼入プロセスによる高強度の歯車製造を可能とする技術が開示されている。

【0006】しかしながら、本発明者らの検討によれば、前記特開昭60-169544号公報に開示の技術では、鋼中に存在する非金属介在物のサイズが大きくて、歯車用鋼等に要求される疲労強度及び転動疲労寿命が確保できないという未解決の課題がある。

【0007】また、上記公報に開示の化学組成では、従来の浸炭用鋼に比較して被削性が極端に低く、浸炭焼入れより高周波焼入れへのプロセスの変更による生産性の向上に限度があるという他の未解決の課題がある。

【0008】本発明は、このような従来技術の未解決の課題に着目してなされたものであり、生産性の良い高周波焼入による歯車等の製造に好適で、しかも従来の浸炭プロセスで製造される歯車に比較して、切削性などに関して同等以上の特性を確保することが可能な高周波焼入部品およびその製造方法を提供することを目的とする。

【0009】

【課題を解決するための手段】本発明者らは、上記の目的を達成するために、歯車に要求される特性を高周波焼入プロセスにおいて確保するための鋼材の化学組成を検討し、以下のような知見を得るに至った。

【0010】すなわち、歯車には、歯元強度、歯面強度及び衝撃特性が要求される。歯元強度は歯部が繰り返し応力を受け歯元部から疲労破壊を生じない最大の応力を意味する。この歯元強度は回転曲げ等の疲労試験による疲労強度と良い相関が有ることから、本発明者らは回転曲げ疲労試験により鋼材化学組成を検討した。

【0011】疲労強度に影響を与える基本的な因子は、材料の硬さ及び非金属介在物である。材料硬さが低下すると疲労強度も低下する。この材料の硬さについて浸炭焼入材とほぼ同等の値を高周波焼入により確保しようと

すると、約0.5重量%程度以上の炭素含有量(C量)が必要である。

【0012】疲労強度を向上させるためには、そればかりでなくオーステナイト粒径を細粒にすることが有効になる。その理由は、疲労亀裂が旧オーステナイト粒径に沿って伸展していくため、これを細粒にすることにより疲労亀裂伝播に対する抵抗が増加することの他に、粒界に偏析してこれを脆化させるP等の元素の濃度が細粒化により減少するからである。そのオーステナイトの細粒化に対しては、急速短時間加熱の処理である高周波焼入が極めて有効である。また、オーステナイト粒の成長を抑制する析出物を形成するN, A1等の添加により一層細粒化が促進され、疲労強度の向上に有効である。

【0013】また、素材硬さを得るためにには、焼入性を確保するとの観点から合金元素の添加が必要となる。これらの合金元素は歯車のサイズに応じて適正量添加すれば良い。

【0014】さらに、疲労強度を向上させるためには、上記したような素材硬さを確保するのみでは不十分であり、非金属介在物の低減も必要である。すなわち、素材硬度を確保することができても、酸化物系非金属介在物が存在すると、この部分から疲労破壊を生じ、極めて疲労強度が低下するからである。特に、アルミナのような硬質な非金属介在物は有害であり、このためには含有酸素量(O量)の低減が必須である。本発明者らの検討によれば、O量を0.0015重量%以下にすることが少なくとも必要であるが、それのみでは不十分である。

【0015】さらに本発明者らが検討した結果、従来の浸炭処理材と同等の疲労強度を確保するためには、酸化物の個数およびサイズを限定することが必要なことが明らかとなった。非金属介在物が存在すると、これを起点として疲労破壊が進行することは先述したとおりであるが、非金属介在物が大きいほどその介在物に発生する応力集中の程度が顕著となり、疲労初期亀裂が容易に発生する。

【0016】また、その初期亀裂も、非金属介在物が大きく応力集中の程度が大きい程顕著である。大きな初期亀裂がいったん発生すると、疲労亀裂は迅速に進展して疲労破壊に至る。本発明者の検討によれば、従来の浸炭焼き入れ材以上の疲労強度を確保するためには、 $19\mu m$ を越えるサイズの酸化物系非金属介在物が存在しないことが必要なことが解った。

【0017】更に、非金属介在物個数の影響を検討した結果、非金属介在物が $19\mu m$ 以下であっても、その個数が $2.5\text{個}/mm^2$ を越えて存在すると、従来の浸炭焼き入れ材と同程度の疲労強度は得られないことが判明した。これは、非金属介在物が小さい場合、その部分より発生する初期亀裂は小さいが、これが成長すると他の非金属介在物より発生した疲労亀裂と合体して大きな疲労亀裂となり、その後急速に疲労亀裂は成長して短時間

で疲労破壊に至るためである。

【0018】以上述べたとおり、疲労強度の確保のためには、O量の限定のみでなく酸化物系非金属介在物の個数およびサイズの制御が必須である。さらに、本発明者らは、酸化物系非金属介在物の量及びサイズを上記の範囲に低減する方法を検討した。その結果、鋼中のO量を15 ppm以下に制限することにより、酸化物系非金属介在物の量は目標とする2.5個/mm²以下に低減できることが判明したが、サイズについてはO量の規定のみでは不十分である。本発明者らは、鋳造時の鋳片サイズより最終的に鋼材に圧延する際の断面減少率が非金属介在物サイズと強い相関を持ち、当該断面減少率が増加するにしたがって非金属介在物サイズが減少することを見いたした。これは、圧延により、粗大な非金属介在物が機械的に碎かれることによるものである。その結果、目標とする19μm以下のサイズとするには、O量を15 ppm以下に制御した鋼では、断面減少率として95%以上の圧下が必要なことが判明した。

【0019】一方、歯車の歯面部には、繰り返し接触応力により、ピッチングと呼ばれる疲労損傷が生じる。これが生じると歯車は正常な機能を発揮することが困難となるので、歯面強度が必要とされる。

【0020】この歯面強度は、転動疲労試験との相関が良好であり、この試験により評価することが可能である。ただし、歯車の場合には歯面部に相対すべりが発生するので、その摩擦により著しい温度上昇が生じる。この温度上昇により鋼材は軟化し、ピッチングが発生する。これを抑制するためには、鋼の焼もどし軟化抵抗を高めるSi, Mo, V及びNb等の添加が有効であり、これらの添加により歯面強度を高めることができる。

【0021】また、転動疲労寿命に関しては、疲労強度と同様に酸化物系非金属介在物の量及びサイズが影響するが、上記したO量の制御と共に鋳片より最終鋼材に圧延する際の断面減少率を制御することにより非金属介在物の量及びサイズを制御すれば、従来の浸炭鋼と同程度の転動疲労寿命を確保することができることが判明した。

【0022】歯元に衝撃的な荷重が作用した場合、鋼材の衝撲特性が低いと歯元部より歯が折損し、歯車のみならず歯車の組み込まれている機械全体が回復が困難な損傷を受けるにいたる。このため衝撲特性は極めて重要な特性である。

【0023】衝撲特性に影響を及ぼす因子としてはC量が最も影響が大きい。しかし、浸炭プロセスを経て浸炭を施された部分のC濃度は約0.8重量%程度であるのに対し、高周波焼入により同等の鋼材硬さを得るために必要なC濃度は0.5~0.7重量%程度であるので、衝撲特性確保の観点からは高周波焼入が有利である。しかしながら、衝撲特性に影響を及ぼす因子はそればかりでなく、高周波焼入時のオーステナイト粒径及び粒界に

偏析したP等の不純物元素も影響を及ぼすから、γ粒径細粒化及びP等の不純物元素の低減が衝撲特性向上の上でも有効である。しかし、非硬化部のみを比較すると浸炭用鋼の方がC量が0.2重量%程度と低く、他方、高周波焼入に適用するためにはC量を0.5~0.75重量%と増大させる必要があるので、非硬化部に関しては従来の浸炭鋼の方が有利である。

【0024】歯車全体として見た場合、これらの因子の作用で衝撲特性が決定されるので、高周波焼入用途鋼では、非硬化部の衝撲特性を向上させておくことが重要である。そこで本発明者らは更に非硬化部の衝撲特性向上の方策を検討した結果、鋼素材より歯車への鍛造工程における鍛造温度及びその後の冷却速度を規定することにより、歯車全体の衝撲特性を一層向上させ得ることを見いたした。

【0025】一般に鋼材の衝撲特性は鋼のミクロ組織を微細化することにより達成されるが、本発明者らの検討では、鍛造温度域をAc3-100°C~Ac3+200°C以上の範囲とし、この温度域での加工率を70%とし、さらにその後の冷却速度を0.005°C/s以上とすることが最も組織の微細化に有効であるとの知見を得た。

【0026】上記したような歯車として必要とされる特性を確保するのみの対応では、高周波焼入れによる歯車の製造には不十分であり、加工性特に被削性の確保が重要である。

【0027】浸炭プロセスの場合には、低C鋼が使用されるため、浸炭焼入前の状態では比較的高い被削性を持っている。一方、高周波焼入プロセスの場合には、浸炭鋼よりも高炭素化が必要となり、被削性確保の点で極めて不利である。

【0028】そこで、本発明者らは高炭素鋼における被削性に及ぼす諸因子を検討した結果、以下のような知見を得るに至った。すなわち、C:0.5%以上の鋼においては、快削性元素を一定とした場合、最も被削性に影響を及ぼす因子はそのミクロ組織である。特に、フェライト量とパーライトの形態が最も顕著な影響を及ぼすことが解った。

【0029】すなわち高炭素鋼の場合、ミクロ組織としてはフェライト-パーライト組織となるが、フェライトが増加すると被削性は向上する。フェライト量が増加することにより鋼材の硬さが減少することと、切削時の亀裂の発生部であるフェライト/パーライトの界面が増加することにより、被削性が向上するのである。

【0030】一方、パーライトの形態も極めて大きな影響を及ぼす。すなわち、パーライトラメラーが層状に良く発達した組織の場合、パーライト部の延性が高く、切削時の亀裂の発生部はフェライト/パーライトの界面に限定される。しかし、ラメラーが発達していない組織の場合には、切削時に変形を受ける部分ではフェライト/

パーライトの界面の他に、パーライト中のセメンタイト／フェライト界面からも亀裂が容易に発生するようになる。このことにより、被削性が飛躍的に向上するのである。このような未発達のパーライトを形成させるために、鋼中の合金元素の選択及び適正化が必要であり、変態点を低下させてラメラーの層状化を促進するMn及びCrの低減が極めて効果的である。また、Moの添加は、ラメラーの層状化を抑制し、セメンタイトの分断された組織を形成させて、被削性の向上に有効である。

【0031】本発明は以上の知見をもとになされたものであって、その要旨とするところは以下の通りである。すなわち、重量比で、C:0.5~0.75%、Si:0.5~1.8%、Mn:0.1~1.5%、P:0.020%以下、S:0.020%以下、Al:0.019~0.05%、O:0.0015%以下、N:0.003~0.015%を含有し、さらに必要に応じて、Mo:0.05~0.5%、B:0.0003~0.005%、Ti:0.005~0.05%、Ni:0.1~1.0%およびV:0.005~0.5%、Nb:0.01~0.5%の少なくとも一種以上を含有し、残部Fe及び不可避的不純物よりなる鋼材からなり、Ac3-100°C以上Ac3+200°C以下の温度域での加熱とその温度域における加工率70%以上の鍛造と0.005°C/s以上の冷却速度による冷却とを経て高周波焼入及び焼もどし処理を施して得ることを特徴とする高周波焼入部品である。

【0032】ここで、前記鋼材は、存在する酸化物系非金属介在物の個数が2.5/mm²以下でかつその最大サイズが19μm以下のものとすることができる。

【0033】また、前記鋼材は、铸造後の鋼片より断面減少率で95%以上の圧延により製造されたものとすることができる。本発明の製造方法に係る発明の要旨とするところは、重量比で、C:0.5~0.75%、Si:0.5~1.8%、Mn:0.1~1.5%、P:0.020%以下、S:0.020%以下、Al:0.019~0.05%、O:0.0015%以下、N:0.003~0.015%を含有し、さらに必要に応じて、Mo:0.05~0.5%、B:0.0003~0.005%、Ti:0.005~0.05%、Ni:0.1~1.0%およびV:0.005~0.5%、Nb:0.01~0.5%の少なくとも一種以上を含有し、残部Fe及び不可避的不純物よりなる鋼材を、Ac3-100°C以上Ac3+200°C以下の温度域に加熱し、その温度域において加工率70%以上の鍛造を施し、次いで0.005°C/s以上の冷却速度により冷却し、その後高周波焼入及び焼もどし処理を施すことを特徴とする高周波焼入部品の製造方法である。

【0034】ここで、前記鋼材は、存在する酸化物系非金属介在物の個数が2.5/mm²以下でかつその最大

サイズが19μm以下のものとすることができる。

【0035】また、前記鋼材は、铸造後の鋼片より断面減少率95%以上で圧延して製造することができる。

【0036】

【発明の実施の形態】以下、本発明の実施の形態を述べる。まず、本発明に用いる鋼材の成分等の限定理由について説明する。

【0037】[C:0.5~0.75%] Cは高周波焼入により従来の浸炭鋼と同程度の表面硬さを得るために必須の成分であり、少なくとも0.5%以上の添加が必要である。しかし、0.75%を超えて添加すると、歯車に必要とされる衝撃特性及び被削性が劣化するので、0.75%までの添加とする。

【0038】[Si:0.5~1.8%] Siは焼もどし軟化抵抗を向上させる元素である。このことにより歯面強度を向上させるが、従来の浸炭プロセスによる歯車と同程度の歯面強度を確保するためには、少なくとも0.5%以上の添加が必要である。しかし、1.8%を超えて添加すると、フェライトの固溶硬化により硬さが上昇し被削性の低下を招くので1.8%以下の添加とする。

[Mn:0.1~1.5%] Mnは焼入性を向上させ、高周波焼入時の硬化深さを確保する上で必須の成分であり積極的に添加するが、0.1%未満の添加ではその効果に乏しい。一方、1.5%を超えて添加すると、高周波焼入後の残留オーステナイトを増加させることにより、かえって表面硬度を低下させ疲労強度及び転動疲労寿命を低下させるので1.5%以下の添加とする。もっとも、焼入れ性を向上させながら、しかも高周波焼入れ後の残留オーステナイトの増加を確実に抑えて疲労強度及び転動疲労寿命の低下を防止するために、好ましくはMn添加量を0.1~0.4%とする。

【0039】[P:0.020%以下] Pはオーステナイトの粒界に偏析し、粒界強度を低下させることにより歯元強度を低下させるばかりでなく、同時に衝撃特性を低下させるのでできるだけ低下させることが望ましいが0.020%まで許容される。好ましくは0.015%以下である。

【0040】[S:0.020%以下] SはMnSを形成し、これが疲労破壊の起点となることにより疲労強度を低下させるが、他方でMnSは被削性を向上させる元素でもあるので0.020%以下の添加は許容される。

【0041】[Al:0.019~0.05%] Alは脱酸に有効な元素であり、低酸素化のために有用な元素であるとともに、Nと結合してAINを形成し、これが高周波加熱時のオーステナイト粒の成長を抑制する。これにより衝撃特性及び歯元疲労強度を向上させるので積極的に添加するが、0.019%未満の添加ではその効果が小さく、一方0.05%を超えて添加してもその効果が飽和するので0.019~0.05%の添加とす

る。

【0042】〔N: 0.003~0.015%〕NはA1と結合してAINを形成する。これが高周波加熱時のオーステナイトの成長を抑制することにより、衝撃特性及び疲労強度を向上させてるので積極的に添加するが、0.003%未満の添加ではその効果が小さく、一方0.015%を超えて添加すると熱間変形能を低下させることにより連続鋳造時に鋳片の表面欠陥を著しく増加させてので0.003~0.015%の添加とする。もっとも、Nによる衝撃特性及び疲労強度の向上の効果を確実に得るためにには、N量の下限値を0.006%とするのが好ましい。

【0043】本発明においては、上記の化学組成の他に、さらにMo: 0.05~0.5%、B: 0.0003~0.005%、Ti: 0.005~0.05%、Ni: 0.1~1.0%の一種以上を含有させることができる。

【0044】これらの元素の作用及び限定理由は、以下の通りである。

〔Mo: 0.05~0.5%〕Moは焼入性向上に有用な元素であり、焼入性を調整するために用いる。Moの添加は同時にパーライトの組織形態に著しい影響を及ぼし、セメンタイトが分断されたパーライトを形成する。この結果、被削性を著しく向上させる。また、Moは焼もどし軟化抵抗を向上させて、歯面強度も向上させることができる。さらに、Moは粒界に偏析するP等の不純物元素を低減させることにより歯元強度及び衝撃特性を向上させる作用があり、本発明においては好適な元素であるので積極的に添加するが、0.05%未満の添加ではその効果が小さく、一方0.5%を超えて添加すると高周波焼入のような急速短時間の加熱ではオーステナイト中への溶解が困難な炭化物を形成するので0.05~0.5%の範囲の添加とする。

【0045】〔B: 0.0003~0.005%〕Bは微量の添加で焼入性を向上させる元素であるので、他の合金元素を低減させることができる。また、Bは粒界に優先的に偏析し、粒界に偏析するPの濃度を低減して歯元強度及び衝撃特性を著しく向上させる元素である。このためには0.0003%以上の添加が必要であるが、0.005%を超えて添加してもその効果は飽和するので0.005%以下の添加とする。

【0046】〔Ti: 0.005~0.05%〕Bの焼入性向上効果はBが単独に存在する場合に顕著であるが、一方でBはNと結合しやすい元素であり、この場合には上記した好適な効果が消失する。このBの焼入性向上効果を、B以上にNと結合しやすいTiを添加することにより十分發揮させることができるので、Tiをこのような場合に用いてもよい。もっとも0.005%未満の添加ではその効果は小さい。一方、0.05%を超えて添加するとTiNが多量に形成される結果、これが疲

労破壊の起点となって歯元強度及び歯面強度を低下させるので0.05%未満の添加とする。

【0047】また、TiNは高周波加熱時のオーステナイト粒径を細粒化する作用があるので、Tiの単独添加のみでも歯面強度及び疲労強度を向上させる作用がある。この場合にもTi添加量としては0.005~0.05%の範囲が好適である。

【0048】〔Ni: 0.1~1.0%〕Niはその添加により焼入性を向上させる元素であるのみでなく、衝撃特性を改善する元素であるので、焼入性を調整する場合または衝撃特性の改善が必要とされる場合に用いても良いが、0.1%未満の添加ではその効果が小さいので0.1%以上の添加とする。一方、Niは極めて高価な元素であるので、1.0%を超えて添加すると鋼材のコストが上昇し、本発明の目的に反するので1.0%未満の添加とする。

【0049】本発明においては、またさらに、V、Nbの一一種以上を含有させることができる。これらの元素の作用を説明する。

【0050】高周波焼入プロセスを経る場合には、被処理材の中心部の硬さを確保するために、前熱処理として焼入焼もどし処理を施す場合がある。しかし、この熱処理はコストを増大させるので、なるべくはこれを省略することが望ましい。前処理としての焼入を省略するには、高周波焼入前の素材硬さを上昇させておく必要がある。そのためには析出強化作用を有するV及びNbの添加が効果的である。

【0051】V及びNbの添加量の限定理由は次の通りである。

〔V: 0.05~0.5%〕Vは析出強化作用の極めて強い元素であるので、高周波焼入前の前熱処理としての焼入焼もどし処理を省略する必要のある場合に添加するが、0.05%未満の添加ではその効果が小さく、一方、0.5%を超えて添加してもその効果が飽和するので0.05~0.5%の添加とする。

【0052】また、Vは鋼材の焼もどし軟化抵抗を向上させる元素であるから、歯面強度の向上に極めて有効である。

〔Nb: 0.01~0.5%〕Nbは析出強化作用の極めて強い元素であるので、高周波焼入前の前熱処理としての焼入焼もどし処理を省略する必要のある場合に添加するが、0.01%未満の添加ではその効果が小さく、一方、0.5%を超えて添加してもその効果が飽和するので0.01~0.5%の添加とする。また、Nbの添加は鋼材の焼もどし軟化抵抗を向上させる元素であるから、歯面強度の向上に極めて有効である。

【0053】〔O: 0.0015%以下〕本発明においては、疲労強度の確保のために、酸化物系非金属介在物の量(個数)および最大サイズについて、それぞれ2.5個/mm²以下および19μm以下に規定する。この

個数を越える酸化物系非金属介在物が存在すると、それぞれの非金属介在物より発生した疲労亀裂が合体して急速に疲労亀裂が進展し疲労破壊にいたる結果、目標とする疲労強度を確保する事が困難となるためである。また、最大サイズが $19\mu\text{m}$ を越える酸化物系非金属介在物が存在すると、この非金属介在物より発生する初期亀裂が大きくなり、その結果急速に疲労亀裂が進展して早期に疲労破壊が生じるためである。

【0054】酸化物系非金属介在物の量および最大サイズを上記した目標の値以下に制御するためには、アルミニナ等の酸化物系非金属介在物を形成する○の量を低減する必要がある。そこで本発明にあっては、鋼中の酸素含有量を○:0.0015%以下に限定する。

【0055】更に、本発明においては鋳片より鋼材へ圧延時の断面減少率を95%以上とする。これも酸化物系非金属介在物の最大サイズを目標とする $19\mu\text{m}$ 以下とするためであり、95%未満の断面減少率では酸化物系非金属介在物の最大サイズの目標を達成できず早期に疲労破壊が生じるからである。

【0056】続いて、鍛造条件の限定理由について説明する。鍛造温度としてAc1-100°C~Ac3+20°Cの範囲に限定するのは、Ac1-100°C未満の温

度では変形抵抗が高くて鍛造が困難であり、また、Ac3+200°Cを越える温度では、初期のオーステナイト粒径が大きくまた加工後のオーステナイト粒の再結晶及び粒成長が極めて急速に生じ、このオーステナイトより変態した組織が十分に微細化しないためである。

【0057】また、鍛造加工率を70%以上とするのは、これに満たない加工率ではオーステナイトの微細化が不十分であり、これより変態した鋼のミクロ組織は十分微細化が得られないためである。また、冷却速度を0.005°C/s以上と規定するのは、この温度を下回る冷却速度では変態組織が粗大化するため十分な効果が得られないためである。

【0058】次に、本発明の実施例を、比較例と比べながら説明する。

(第1の実施例) この実施例は、高周波焼入部品における材料鋼の化学組成及び鍛造条件と部品特性との関係を中心として検討したものである。

【0059】表1、表2に示す化学組成の鋼を転炉-連続鍛造プロセスにより溶製した。

【0060】

【表1】

No.	化 学 組 成 (重量%)										
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo	V	Nb	Al	Ti
1	0.52	1.69	1.04	0.019	0.017	—	—	—	0.047	—	—
2	0.58	1.04	0.98	0.018	0.012	—	—	—	0.040	—	—
3	0.66	0.79	0.95	0.017	0.018	—	—	—	0.035	—	—
4	0.74	0.54	0.84	0.019	0.019	—	—	—	0.032	—	—
5	0.58	0.58	0.57	0.010	0.015	—	0.42	—	0.019	—	0.0146
6	0.57	0.51	0.65	0.018	0.017	—	0.22	—	0.022	—	0.0099
7	0.58	0.56	0.96	0.012	0.011	—	0.25	—	0.039	—	0.0102
8	0.61	0.55	1.01	0.020	0.016	—	0.29	—	0.026	0.005	0.0136
9	0.55	0.79	1.41	0.016	0.012	—	—	—	0.045	0.020	0.0120
10	0.60	0.53	0.77	0.019	0.014	0.69	0.12	—	—	—	0.0123
11	0.56	0.60	1.13	0.011	0.014	—	—	—	0.023	—	0.0085
12	0.61	0.59	1.06	0.013	0.015	—	0.19	0.18	0.05	0.040	0.008
13	0.52	1.69	1.04	0.019	0.017	—	—	—	0.047	—	0.0129
14	0.58	1.04	0.98	0.018	0.012	—	—	—	0.040	—	0.0094
15	0.66	0.79	0.95	0.017	0.018	—	—	—	0.035	—	0.0113
16	0.74	0.54	0.84	0.019	0.019	—	—	—	0.032	—	0.0108
17	0.58	0.58	0.57	0.010	0.015	—	0.42	—	0.019	—	0.0146
18	0.57	0.51	0.65	0.018	0.017	—	0.22	—	0.022	—	0.0103
19	0.58	0.56	0.96	0.012	0.011	—	0.25	—	0.039	—	0.0111
20	0.61	0.55	1.01	0.020	0.016	—	0.29	—	0.026	0.005	0.0136
21	0.55	0.79	1.41	0.016	0.012	—	—	—	0.045	0.020	0.0120
22	0.60	0.53	0.77	0.019	0.014	0.69	0.12	—	—	—	0.0123
23	0.56	0.60	1.13	0.011	0.014	—	—	0.31	—	0.044	0.0085
24	0.61	0.59	1.06	0.013	0.015	—	0.19	0.18	0.05	0.040	0.008

【0061】

【表2】

【0062】鋳造時の鋳片サイズはNo. 13-24が 200×225 mmであり、その他は 300×400 mmであった。この鋳片をブレークダウン工程を経て 150 mm角ビレットに圧延したのち、直径 $39 \sim 95$ mmの棒鋼に圧延した。この棒鋼を用いて熱間鍛造により直径 30 mmの棒鋼とした。この際、鍛造温度及び加工率

を種々に変化させた。これらを素材として、直径8 mm 平滑の回転曲げ疲労試験片及び直径27 mm の転動疲労試験片を作製し、15 kHzの高周波焼入試験機により表面焼入を行い、その後 $180^{\circ}\text{C} \times 2\text{ h}$ の焼もどし処理を行った。また、直径30 mm の鍛造材に同一の高周波焼入焼もどし処理を行い、この表面近傍より2 mm 10

Rノッチの衝撃試験片を作製した。

【0063】また、転炉-連続鋳造プロセスにて溶製し、上記と同じプロセスを経て直径50mmに圧延し、その後直行30mmに熱間鍛造したSCr420鋼及び改良鋼を用いて上記と同様の試験片を作製し、これらに930°C×4h(炭素ボテンシャル0.88)→焼入の浸炭処理を施し、180°C×2hの焼もどしを施した。

【0064】表3、表4に高周波焼入焼もどし後のオーステナイト粒径、各鋼のAc3温度、鍛造条件、圧延時の断面減少率、及び酸化物系非金属介在物の個数及び最大サイズを示した。

【0065】ここで、オーステナイト粒径は高周波焼入れまたは浸炭焼入れ後の素材の表面部よりサンプルを探

取し、ピクリン酸飽和水溶液に界面活性剤を添加した腐食液により腐食してオーステナイト粒を現出し、画像解析装置によりその平均粒径を測定した。また、Ac3温度は、圧延後の鋼材より直径3mm×長さ10mmの熱膨張試験片を作製し、これを3°C/minの昇温速度で昇温して、その時の熱膨張曲線より求めた値である。また、酸化物系非金属介在物は、圧延後の鋼材より光学顕微鏡用試験片を作製した。この試験片について画像解析装置を用いて320mm²の領域を検査し、その領域中に存在する非金属介在物の個数及びサイズを求め、最大サイズ及び単位面積当たりの個数を決定した。

【0066】

【表3】

No.	オーステナイト粒径 (μm)	Ac3温度 (°C)	鍛造条件 鍛造温度 (°C)	加工率 (%)	冷却速度 (°C/s)	断面減少率 (%)	酸化物系非金属介在物 個数 (個/mm ²)	最大サイズ (μm)	区分	
									発明例	比較例
1	10.7	864	982	86.7	0.029	99.0	2.2	7	"	"
2	14.6	869	939	72.1	0.193	"	2.1	9	"	"
3	15.0	797	882	77.1	0.589	"	2.2	6	"	"
4	11.1	770	937	90.5	0.183	"	0.9	10	"	"
5	15.8	810	922	99.2	0.395	98.4	1.1	15	"	"
6	14.0	801	870	89.4	0.056	"	1.4	13	"	"
7	13.0	799	880	78.3	0.763	"	1.8	9	"	"
8	10.7	787	903	98.4	0.520	"	1.8	14	"	"
9	10.1	789	924	89.5	0.074	97.2	1.0	17	"	"
10	15.8	805	883	91.4	0.434	"	1.2	16	"	"
11	10.9	810	902	85.2	0.373	"	0.7	19	"	"
12	11.8	838	882	75.3	0.064	"	2.3	14	"	"
13	10.7	864	1167	77.4	0.892	87.3	2.2	7	比較例	"
14	14.6	829	1172	81.3	0.488	"	2.1	9	"	"
15	15.0	799	1139	78.5	0.521	"	2.2	6	"	"
16	11.1	769	865	99.3	0.003	"	0.9	10	"	"
17	15.8	802	1174	91.1	0.451	85.8	1.1	15	"	"
18	14.0	810	1153	84.6	0.765	"	1.4	13	"	"
19	13.0	814	1079	77.9	0.002	"	1.8	9	"	"
20	10.7	812	1183	73.3	0.893	"	1.8	14	"	"
21	10.1	801	1197	92.9	0.956	99.0	1.0	17	"	"
22	15.8	803	1003	78.5	0.004	"	1.2	16	"	"
23	10.9	802	1222	94.1	0.834	"	0.7	19	"	"
24	11.8	811	1219	80.4	0.113	"	2.3	14	"	"

【0067】

【表4】

No.	t-スティット (μm)	A C 3 温度 (°C)	鍛 造 條 件			圧 延 率 (%)	断面減少率 (%)	酸化物系非金属介在物 (個数/mm ²)	最大サイズ (μm)	区 分
			鍛造温度 (°C)	加工率 (%)	冷却速度 (°C/s)					
2.5	11.2	828	954	71.8	0.905	94.1	1.5	21	比較例	
2.6	13.5	812	971	92.1	0.501	"	0.7	30	"	
2.7	12.7	815	957	85.1	0.380	"	1.6	34	"	
2.8	17.1	817	949	71.5	0.868	"	2.1	29	"	
2.9	18.4	813	1202	93.9	0.100	98.4	1.4	13	"	
3.0	19.6	802	1193	72.2	0.345	97.2	1.2	16	"	
3.1	20.7	805	1135	79.4	0.316	99.0	0.9	10	"	
3.2	12.8	811	1011	89.1	0.950	99.0	1.8	10	"	
3.3	10.8	801	1000	92.6	0.330	"	2.0	12	"	
3.4	14.9	799	950	78.9	0.821	"	2.2	19	"	
3.5	15.0	785	980	73.4	0.717	"	1.9	15	"	
3.6	11.0	812	1000	73.4	0.228	"	1.3	9	"	
3.7	15.2	801	980	81.7	0.962	"	1.4	11	比較例	
3.8	39.5	787	975	74.8	0.789	"	2.4	18	"	
3.9	13.8	797	975	78.6	0.691	"	2.0	11	"	
4.0	10.3	798	956	81.5	0.081	"	3.0	28	"	
4.1	13.7	853	1139	87.7	0.357	98.4	1.8	15	従来例	
4.2	10.9	870	1114	73.4	0.294	"	1.4	14	従来例	

【0068】これらの試料を用いて衝撃試験、回転曲げ疲労試験及び転動疲労試験を実施した。衝撃試験は、シャルピー衝撃試験機を用いて+20°Cの条件により行った。

【0069】疲労試験は、小野式回転曲げ疲労試験機を用いて常温で3600 r/minの速度で実施した。転動疲

労試験は、試験片に直径130mmのローラを押し付けることにより、3677 MPaの接触応力を与え、表面にピッキングが生じるまでの時間で寿命を評価した。

【0070】これらの結果を表5に一括して示す。

【0071】

【表5】

No.	衝撃値 (J/cm ²)	疲労強度 (MPa)	転動疲労寿命 (サイクル×10 ⁶)	区分
1	26.6	933	3.16	発明例
2	27.0	940	2.84	"
3	24.1	975	3.22	"
4	24.7	991	3.45	"
5	27.4	1016	4.91	"
6	28.1	1010	4.89	"
7	27.9	1026	4.80	"
8	27.1	1024	4.84	"
9	27.9	987	2.74	"
10	37.8	1021	4.78	"
11	28.1	973	4.82	"
12	28.8	1059	5.01	"
13	19.4	933	3.16	比較例
14	18.9	940	2.84	"
15	18.1	975	3.22	"
16	17.2	991	3.45	"
17	22.7	1016	4.91	"
18	23.0	1010	4.89	"
19	22.9	1026	4.80	"
20	22.5	1024	4.84	"
21	20.8	987	2.74	"
22	22.1	1021	4.78	"
23	19.7	973	4.82	"
24	20.4	1059	5.01	"
25	26.6	841	0.90	比較例
26	27.9	811	0.81	"
27	27.1	868	0.86	"
28	27.0	802	0.95	"
29	18.5	1010	4.89	"
30	22.2	1020	4.70	"
31	12.3	991	3.50	"
32	10.1	1100	5.10	"
33	46.2	570	0.04	"
34	21.5	920	0.62	"
35	19.7	920	1.00	"
36	12.5	720	0.75	"
37	13.2	730	0.98	"
38	13.8	846	3.03	"
39	18.3	823	0.87	"
40	17.5	794	0.80	"
41	15.2	745	1.05	従来例
42	23.1	894	1.87	従来例
43				
44				
45				
46				
47				

【0072】No. 1～No. 12は本発明例である。No. 13～24及びNo. 29～31は、鍛造温度または鍛造後の冷却速度が本発明の範囲外の比較例である。

【0073】No. 25～28は、酸化物系非金属介在物の最大サイズが本発明の範囲外の場合の比較例である。また、鋼No. 33, 34及び36～39は化学組成が本発明の範囲外の比較例である。

【0074】No. 32～40は、化学組成が本発明の範囲外の比較例である。No. 41は、浸炭鋼として多

用されているJIS SCr420相当鋼（従来例）である。また、No. 42はJIS鋼を改良した高強度浸炭鋼（従来例）である。

【0075】比較例No. 13～24及びNo. 29～31は、従来の浸炭鋼（No. 41）であるSCr420鋼とほぼ同等以上の特性を有しているが、本発明例に比較して衝撃特性が劣っており、No. 42の高強度浸炭鋼と比較してもそれは劣っている。

【0076】No. 25～28は、圧延時の断面減少率が94.1%であって、本発明の範囲（95%以上）外

にあり、そのため酸化物系非金属介在物の最大サイズが本発明の範囲外にある。その結果、転動疲労寿命が従来の浸炭鋼（No. 41）よりも劣っている。また、本発明例と比較して疲労強度が低い。

【0077】No. 32は、C量が本発明の範囲を上回る場合であり、疲労強度及び転動疲労寿命は向上しているが、衝撃値が従来浸炭鋼（No. 41）を下回っている。No. 33は、C量が本発明の範囲を下回る場合であり、表面硬さの不足により疲労強度及び転動疲労寿命が従来の浸炭鋼 S C r 4 2 0 よりも極端に低下している。

【0078】No. 34は、Si量が本発明の範囲を下回る場合であり、転動疲労寿命が極端に低下している。No. 35は、Mn量が本発明の範囲を超える場合であり、残留オーステナイトの増加により転動疲労寿命が従来漫炭鋼（No. 41）よりも低下している。

【0079】No. 36は、P量が本発明の範囲を超える場合であり、疲労強度及び転動疲労寿命が従来漫炭鋼(No. 41)を下回っている。No. 37は、S量が本発明の範囲を超える場合であり、疲労強度及び転動疲労寿命が従来漫炭鋼(No. 41)を下回っている。

【0080】No. 38は、A1量が本発明の範囲を下回る場合であり、オーステナイト粒径が粗大化し、衝撃値が従来焼入れ鋼（No. 41）を下回っている。No. 39は、Ti量が本発明の範囲を超える場合であり、転動疲労寿命が従来焼入れ鋼（No. 41）を下回っている。

【0081】No. 40は、O量が本発明の範囲を超える場合であり、このため酸化物系非金属介在物の個数及び最大サイズとともに本発明の範囲を超えており、この結果、転動疲労寿命が従来浸炭鋼（No. 41）を下回っている。

【0082】すなわち、比較鋼No. 13~24以外の比較鋼の場合には、諸特性の内いずれかがSCr420あるいは高強度炭素用鋼よりも低い値となっているのに対し、比較鋼No. 13~24の場合は衝撃値、疲労強度、転動疲労寿命のいずれの特性も従来浸炭鋼SCr420よりも優れる。

【0083】ところが、さらに本発明例にあっては、上記比較鋼N o. 13～24に比較して格段に衝撃特性が向上し、高強度炭素鋼とほぼ同等またはそれ以上の値である。かくして、本発明を用いることにより、炭素鋼より生産性の高い高周波焼入に歯車の製造プロセスを変更して、歯車の製造コストの低減に資するところ大であるのみならず、さらに優れた衝撃特性、疲労強度および転動疲労寿命を付与することが可能である。

【0084】(第2の実施例)この実施例は、高周波焼入部品における材料鋼の化学組成及び鍛造条件と部品特性との関係と共に、被削性についても検討したものである。

【0085】表6に示す化学組成の鋼を転炉一連続鋳造プロセスにより溶製した。

(0086)

【表6】

No.	化学組成(重量%)									
	C	S	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Nb
101	0.53	1.69	1.04	0.019	0.017	-	-	-	-	0.047
102	0.59	1.04	0.98	0.018	0.012	-	-	-	-	0.0103
103	0.68	0.79	0.95	0.017	0.018	-	-	-	-	0.0113
104	0.78	0.54	0.84	0.019	0.019	-	-	-	-	0.0108
105	0.61	0.58	0.57	0.010	0.015	-	-	-	-	0.0012
106	0.62	0.51	0.65	0.018	0.017	-	-	-	-	0.0007
107	0.58	0.56	0.98	0.012	0.011	-	-	-	-	0.0099
108	0.59	0.55	1.01	0.020	0.016	-	-	-	-	0.0009
109	0.64	0.79	1.41	0.016	0.012	-	-	-	-	0.0102
110	0.63	0.53	0.77	0.019	0.014	-	-	-	-	0.0111
111	0.59	0.60	1.13	0.011	0.014	-	-	-	-	0.0136
112	0.57	0.59	1.05	0.013	0.015	-	-	-	-	0.0014
113A	0.59	0.60	1.13	0.011	0.014	-	-	-	-	0.0120
112A	0.57	0.59	1.08	0.013	0.015	-	-	-	-	0.0123
113	0.53	1.69	1.04	0.019	0.017	-	-	-	-	0.0010
114	0.59	1.04	0.98	0.018	0.012	-	-	-	-	0.0085
115	0.68	0.79	0.85	0.017	0.018	-	-	-	-	0.0008
116	0.78	0.54	0.84	0.019	0.019	-	-	-	-	0.0015
117	0.61	0.58	0.57	0.010	0.015	-	-	-	-	0.0103
118	0.62	0.51	0.65	0.018	0.017	-	-	-	-	0.0114
119	0.58	0.56	0.96	0.012	0.011	-	-	-	-	0.0113
120	0.59	0.55	1.01	0.020	0.016	-	-	-	-	0.0112
121	0.64	0.79	1.41	0.016	0.012	-	-	-	-	0.0129
122	0.63	0.53	0.77	0.019	0.014	-	-	-	-	0.0008
123	0.59	0.60	1.13	0.011	0.014	-	-	-	-	0.0123
124	0.57	0.59	1.06	0.013	0.015	-	-	-	-	0.0120
125A	0.59	0.60	1.13	0.011	0.014	-	-	-	-	0.0123
124A	0.57	0.59	1.06	0.011	0.014	-	-	-	-	0.0110
125	0.78	0.25	0.84	0.019	0.019	-	-	-	-	0.0085
126	0.61	0.58	1.90	0.010	0.015	-	-	-	-	0.0136
127	0.62	0.51	0.65	0.028	0.017	-	-	-	-	0.0015
128	0.58	0.58	0.96	0.012	0.029	-	-	-	-	0.0129
129	0.59	0.55	1.01	0.020	0.016	-	-	-	-	0.0008
130	0.87	0.79	1.41	0.016	0.012	-	-	-	-	0.0110
131	0.63	0.53	0.77	0.019	0.014	-	-	-	-	0.0117
132	0.48	0.60	1.13	0.011	0.014	-	-	-	-	0.0128
133	0.21	0.25	0.85	0.013	0.015	-	-	-	-	0.0015

【0087】表6に示す化学組成の錫片を、ブレークダウン工程を経て150mm角ビレットに圧延した後、直径30~80mmの棒鋼に圧延した。この棒鋼を、熱間鍛造により棒鋼とし、これを845°Cの温度に30分間保持して焼入れた後、550°Cで焼もどしした。この焼入焼戻しされた棒鋼を素材として、直径27mmの転動疲労試験片を作製し、15kHzの高周波焼入試験機により表面焼入し、その後180度°C×2時間の焼もどし処理を行った。また、上記素材に同様の熱処理を施し、その表面近傍より2mm10Rノッチの衝撃試験片を作製した。

【0088】また、表6にNo. 133で示されている

SCr420の規格の鋼を転炉一連続鍛造プロセスにより溶製し、上記と同じプロセスを経て直径50~90mmの棒鋼に圧延し、その後鍛造条件を変えて直径15~30mmまでのサイズに熱間鍛造した。このSCr420の棒鋼を用いて上記と同様の試験片を作製し、この試験片に930°C×4時間の浸炭処理(炭素ボテンシャル0.88)・焼入れ処理を施し、さらに180°C×2時間の焼もどしを施し、後述するNo. 133の試験片とした。

【0089】表7に、鍛造条件、温度等の詳細を示す。

【0090】

【表7】

No.	A c 3 温度 (°C)	鍛造条件			区分
		鍛造温度 (°C)	加工率 (%)	冷却速度 (°C/s)	
101	868	926	89	0.065	発明例
102	828	966	72	0.081	"
103	799	855	81	0.027	"
104	767	852	83	0.052	"
105	816	882	92	0.080	"
106	807	879	94	0.083	"
107	801	855	73	0.039	"
108	806	839	77	0.017	"
109	806	943	79	0.082	"
110	810	995	80	0.047	"
111	834	950	92	0.017	"
112	846	1030	86	0.086	"
111A	834	882	73	0.028	"
112A	846	1038	84	0.036	"
113	868	1071	92	0.074	比較例
114	828	1051	71	0.027	"
115	799	1012	91	0.008	"
116	767	854	82	0.003	"
117	816	1042	77	0.098	"
118	807	1043	79	0.015	"
119	801	1022	94	0.064	"
120	806	920	86	0.001	"
121	806	1049	71	0.005	"
122	810	1015	95	0.046	"
123	834	1065	83	0.046	"
124	846	1080	75	0.045	"
123A	834	1042	88	0.053	"
124A	846	1076	74	0.020	"
125	755	990	89	0.088	比較例
126	794	1018	75	0.060	"
127	807	1032	70	0.003	"
128	801	1023	75	0.084	"
129	806	1010	81	0.004	"
130	759	1003	70	0.017	"
131	810	1021	94	0.097	"
132	841	1049	75	0.002	"
133	853	1101	73	0.003	従来例

【0091】これらの試料を用い、先の第1の実施例の場合と同様の衝撃試験、回転曲げ疲労試験及び転動疲労試験を実施した。また、熱間鍛造のままの状態で、超硬工具P10を用いて切込2mm、送り0.25mm/r e v.、切削速度200m/minの条件で切削試験を

行った。被削性は、逃げ面摩擦0.2mmに達するまでの切削時間により評価した。

【0092】これらの結果を表8に示す。

【0093】

【表8】

No.	衝撃値 (J/cm ²)	疲労強度 (MPa)	転動疲労寿命 (サイクル×10E6)	工具寿命 (min)	区分
101	31	820	2.00	32	発明例
102	28	835	1.20	33	"
103	29	878	2.10	32	"
104	29	895	2.20	31	"
105	36	905	3.20	42	"
106	31	894	3.30	39	"
107	46	904	3.10	38	"
108	40	878	1.60	39	"
109	31	864	1.70	44	"
110	23	845	1.30	32	"
111	22	895	3.10	31	"
112	29	920	3.10	31	"
111A	22	910	2.95	31	"
112A	21	908	2.94	31	"
113	19	820	2.00	32	比較例
114	20	835	1.20	33	"
115	18	878	2.10	32	"
116	17	895	2.20	31	"
117	21	905	3.20	42	"
118	22	894	3.30	39	"
119	35	904	3.10	38	"
120	24	878	1.60	39	"
121	18	864	1.70	44	"
122	16	845	1.30	32	"
123	16	895	3.10	31	"
124	16	920	3.10	31	"
123A	16	910	2.95	31	"
124A	16	908	2.94	31	"
125	21	770	0.54	35	比較例
126	22	905	3.20	20	"
127	11	695	3.03	42	"
128	10	680	0.98	40	"
129	14	690	0.04	39	"
130	9	898	3.00	12	"
131	11	742	1.70	38	"
132	25	650	0.05	39	"
133	15	750	1.00	31	従来例

【0094】表6、表7のNo. と表8のNo. とは対応している。鋼No. 101～No. 112までは本発明例である。No. 111A及び112Aも本発明の例であり、No. 111及び112の鋼を用いてそれぞれ焼入焼戻し処理を省略した例である。

【0095】No. 113～No. 124AはNo. 101～No. 112Aと鋼の化学組成は同一であるが、鍛造条件が本発明の範囲外の比較例である。No. 125は、Siが本発明の範囲外を下回る比較例であり、転動疲労寿命が極端に低下している。

【0096】No. 126は、Mnが本発明の範囲を越える場合であり、被削性が劣化している。No. 127は、Pが本発明の範囲を越える場合であり、衝撃値及び疲労強度が低下し、No. 133の従来鋼よりもその特性は劣っている。

【0097】No. 128は、Sが本発明の上限を越える場合であり、衝撃値、疲労強度及び転動疲労寿命がN

o. 133の従来鋼よりも劣っている。No. 129は、A1が本発明を下回る場合であり、この結果O量が増加し疲労強度及び転動疲労寿命がともに極端に低下し、No. 133の従来鋼よりも極端に低下している。

【0098】No. 130は、C量が本発明の範囲を越える場合であり、被削性及び衝撃値が従来鋼よりも低下している。No. 131は、Nが本発明の範囲を下回っている比較例であり、衝撃値がNo. 133の従来鋼よりも低下している。No. 132は、C量が本発明を下回る場合であり、疲労強度及び転動疲労寿命が従来鋼よりも劣っている。

【0099】以上のように、No. 125～132の比較例はNo. 133の従来例に比べていずれかの特性が劣っている。No. 113～124Aの比較例に関しては、従来鋼の水準を満足している。しかし、本発明例のNo. 101～112Aに比べると衝撃値が低い。

【0100】すなわち、本発明例は、衝撃値が特に向上

している。

(第3の実施例) 次に、本発明の第3実施例について説明する。この実施例では、化学組成のみでなく、酸化物系非金属介在物の量及びサイズを限定した。

【0101】表9及び表10に示す化学組成の鋼を転炉-連続鋳造プロセスにより溶製した。

【0102】

【表9】

No.	C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo	V	Nb	Al	Ti	B	N	O
134	0.53	1.70	0.34	0.012	0.012	-	-	-	-	0.022	-	-	0.006	0.0011
135	0.59	1.10	0.39	0.008	0.018	-	-	-	-	0.048	-	-	0.007	0.0008
136	0.68	0.85	0.38	0.007	0.017	-	-	-	-	0.035	-	-	0.008	0.0009
137	0.75	0.52	0.25	0.006	0.011	-	-	-	-	0.020	-	-	0.013	0.0014
138	0.61	0.52	0.15	0.007	0.014	-	0.34	-	-	0.027	-	-	0.006	0.0011
139	0.62	0.57	0.35	0.005	0.019	-	0.25	-	-	0.019	-	-	0.011	0.0007
140	0.58	0.55	0.38	0.006	0.014	0.78	0.25	-	-	0.045	-	-	0.006	0.0009
141	0.59	0.52	0.39	0.008	0.019	-	0.15	-	-	0.032	-	0.0021	0.003	0.0012
142	0.64	0.52	0.28	0.011	0.007	-	0.35	-	-	0.044	0.004	0.0008	0.005	0.0009
143	0.63	0.87	0.35	0.009	0.012	-	-	-	-	0.031	0.015	-	0.004	0.0011
144	0.59	0.65	0.37	0.015	0.016	-	-	0.25	-	0.019	-	-	0.004	0.0015
145	0.57	0.65	0.37	0.015	0.016	-	0.25	0.25	0.07	0.026	0.004	0.0035	0.006	0.0011
146	0.53	1.70	0.34	0.012	0.012	-	-	-	-	0.022	-	-	0.006	0.0011
147	0.59	1.10	0.39	0.008	0.018	-	-	-	-	0.048	-	-	0.007	0.0008
148	0.68	0.85	0.38	0.007	0.017	-	-	-	-	0.035	-	-	0.008	0.0009
149	0.75	0.52	0.25	0.006	0.011	-	-	-	-	0.020	-	-	0.013	0.0014
150	0.61	0.52	0.15	0.007	0.014	-	0.34	-	-	0.027	-	-	0.006	0.0011
151	0.62	0.57	0.35	0.005	0.019	-	0.25	-	-	0.019	-	-	0.011	0.0007
152	0.58	0.55	0.38	0.006	0.014	0.78	0.25	-	-	0.045	-	-	0.006	0.0009
153	0.59	0.52	0.39	0.008	0.019	-	0.15	-	-	0.032	-	0.0021	0.003	0.0012
154	0.64	0.52	0.28	0.011	0.007	-	0.35	-	-	0.044	0.004	0.0008	0.005	0.0009
155	0.63	0.87	0.35	0.009	0.012	-	-	-	-	0.031	0.015	-	0.004	0.0011
156	0.59	0.65	0.37	0.015	0.016	-	-	0.25	-	0.019	-	-	0.004	0.0015
157	0.57	0.65	0.37	0.015	0.016	-	0.25	0.25	0.07	0.026	0.004	0.0035	0.006	0.0011

【表1-0】

【0103】

No.	化 学 組 成 (重量%)										
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Nb	Al
158	0.53	1.70	0.34	0.012	0.012	-	-	-	-	-	0.022
159	0.59	1.10	0.39	0.008	0.018	-	-	-	-	-	0.048
160	0.68	0.85	0.38	0.007	0.017	-	-	-	-	-	0.035
161	0.75	0.52	0.25	0.006	0.011	-	-	-	-	-	0.020
162	0.61	0.52	0.15	0.015	0.014	-	-	0.34	-	-	0.027
163	0.62	0.57	0.35	0.005	0.019	-	-	0.25	-	-	0.018
164	0.58	0.55	0.38	0.006	0.014	0.78	-	0.25	-	-	0.045
165	0.59	0.52	0.39	0.008	0.019	-	-	0.15	-	-	0.032
166	0.64	0.52	0.28	0.011	0.007	-	-	0.35	-	-	0.044
167	0.63	0.87	0.35	0.009	0.012	-	-	-	-	0.031	0.015
168	0.59	0.65	0.37	0.015	0.016	-	-	0.25	-	0.019	-
169	0.57	0.65	0.37	0.015	0.016	-	-	0.25	0.07	0.026	0.004
170	0.53	1.70	0.34	0.012	0.012	-	-	-	-	-	0.022
171	0.59	1.10	0.39	0.008	0.018	-	-	-	-	-	0.048
172	0.68	0.85	0.38	0.007	0.017	-	-	-	-	-	0.035
173	0.75	0.52	0.25	0.006	0.011	-	-	-	-	-	0.020
174	0.63	0.87	0.35	0.009	0.012	-	-	-	-	0.031	0.015
175	0.59	0.65	0.37	0.015	0.016	-	-	0.25	-	0.019	-
176	0.57	0.65	0.37	0.015	0.016	-	-	0.25	0.07	0.026	0.004
177	0.78	0.25	0.25	0.006	0.011	-	-	-	-	-	0.020
178	0.61	0.52	1.9	0.007	0.014	-	-	0.34	-	-	0.027
179	0.62	0.57	0.35	0.023	0.019	-	-	0.25	-	0.019	-
180	0.58	0.55	0.38	0.006	0.028	0.78	-	0.25	-	0.045	-
181	0.59	0.52	0.39	0.008	0.019	-	-	0.15	-	-	0.005
182	0.87	0.52	0.28	0.011	0.007	-	-	0.35	-	-	0.044
183	0.63	0.87	0.35	0.009	0.012	-	-	-	-	0.031	0.015
184	0.48	0.87	0.35	0.009	0.012	-	-	-	-	0.031	0.015
185	0.21	0.25	0.85	0.001	0.013	-	1.1	-	-	0.025	-
186	0.21	0.01	0.45	0.007	0.013	-	0.7	0.5	-	0.025	-
										-	0.013
										-	0.009

【0104】これらの鋼について、第2の実施例と同様の方法により各特性の評価を行った。表11および表12に、鍛造条件、温度等の詳細を示す。

【0105】
【表11】

No.	酸化物系非金属介在物		A c 3 温度 (°C)	鍛造条件			区分
	個数 (個/mm ²)	サイズ (μm)		鍛造温度 (°C)	加工率 (%)	冷却速度 (°C/s)	
134	1.4	14	868	982	89.8	0.101	発明例
135	1.5	12	828	939	84.7	0.093	"
136	1.3	10	799	882	88.8	0.091	"
137	1.2	11	767	937	75.5	0.089	"
138	1.1	9	816	922	86.5	0.006	"
139	1.3	7	807	870	89.0	0.095	"
140	1.1	14	801	880	82.9	0.011	"
141	1.2	13	806	903	72.5	0.074	"
142	1.4	12	806	924	84.1	0.022	"
143	0.9	10	810	843	86.1	0.093	"
144	1.1	11	834	902	75.1	0.013	"
145	1.2	12	846	882	84.0	0.034	"
146	1.4	14	868	1080	89.4	0.038	比較例
147	1.5	12	828	915	77.3	0.003	"
148	1.3	10	799	1036	76.8	0.043	"
149	1.2	11	767	1014	85.9	0.011	"
150	1.1	9	816	1026	78.5	0.067	"
151	1.3	7	807	1038	82.5	0.087	"
152	1.1	14	801	1035	89.8	0.090	"
153	1.2	13	806	917	85.9	0.002	"
154	1.4	12	806	1036	87.6	0.013	"
155	0.9	10	810	1059	87.9	0.024	"
156	1.1	11	834	1039	87.5	0.077	"
157	1.2	12	846	1094	76.8	0.008	"

【0106】

【表12】

No.	酸化物系非金属介在物		A c 3 温度 (°C)	鍛造条件			区分
	個数 (個/mm ²)	サイズ (μm)		鍛造温度 (°C)	加工率 (%)	冷却速度 (°C/s)	
158	2.2	19	868	964	93.2	0.088	発明例
159	2.4	18	828	969	79.2	0.029	"
160	2.1	17	799	959	92.0	0.089	"
161	2.0	18	767	843	92.8	0.048	"
162	2.3	19	816	935	74.8	0.034	"
163	2.2	18	807	822	73.6	0.003	"
164	2.0	18	801	881	81.1	0.026	"
165	2.1	18	806	808	84.7	0.004	"
166	2.3	18	806	947	77.8	0.064	"
167	2.0	19	810	1005	93.7	0.090	"
168	2.3	19	834	1020	80.5	0.077	"
169	2.2	18	846	1030	75.3	0.070	"
170	2.2	19	868	1080	76.1	0.068	比較例
171	2.4	18	828	1046	81.4	0.058	"
172	2.1	17	799	1012	86.5	0.062	"
173	2.0	18	767	1008	84.2	0.079	"
174	2.0	19	810	1014	82.6	0.009	"
175	2.3	19	834	1056	78.8	0.014	"
176	2.2	18	846	1072	70.7	0.020	"
177	1.4	18	755	913	72.9	0.021	比較例
178	1.7	19	794	766	86.7	0.027	"
179	1.4	17	807	978	79.5	0.041	"
180	1.4	19	801	946	76.7	0.091	"
181	3.2	24	806	810	81.9	0.007	"
182	1.6	17	759	901	91.4	0.017	"
183	1.5	14	810	973	79.6	0.065	"
184	1.8	16	841	962	89.7	0.035	"
185	1.9	14	853	984	80.2	0.010	従来例
186	1.4	13	870	1052	84.1	0.083	従来例

【0107】また、各特性の評価結果を表13及び表14に示す。

【0108】
【表13】

N o.	衝撃値 (J/cm ²)	疲労強度 (NPa)	転動疲労寿命 (サイクル×10E6)	工具寿命 (min)	区分
1 3 4	33	902	3.00	32	発明例
1 3 5	28	919	1.80	33	"
1 3 6	24	966	3.15	32	"
1 3 7	29	985	3.30	31	"
1 3 8	32	996	4.80	42	"
1 3 9	40	983	4.95	39	"
1 4 0	58	994	4.65	38	"
1 4 1	38	966	2.40	39	"
1 4 2	24	950	2.55	44	"
1 4 3	32	930	1.95	32	"
1 4 4	26	985	4.65	31	"
1 4 5	24	1012	4.65	31	"
1 4 6	19	902	3.00	32	比較例
1 4 7	20	919	1.80	33	"
1 4 8	18	966	3.15	32	"
1 4 9	17	985	3.30	31	"
1 5 0	21	996	4.80	42	"
1 5 1	22	983	4.95	39	"
1 5 2	35	994	4.65	38	"
1 5 3	24	966	2.40	39	"
1 5 4	18	950	2.55	44	"
1 5 5	22	930	1.95	32	"
1 5 6	16	985	4.65	31	"
1 5 7	16	1012	4.65	31	"

【0109】

【表14】

N o.	衝撲値 (J/cm ²)	疲労強度 (MPa)	転動疲労寿命 (サイクル×10E6)	工具寿命 (min)	区分
158	23	820	2.00	32	発明例
159	33	835	1.20	33	"
160	29	878	2.10	32	"
161	22	894	2.20	31	"
162	26	904	3.20	42	"
163	23	893	3.30	39	"
164	22	903	3.10	38	"
165	36	878	1.60	39	"
166	35	863	1.70	44	"
167	22	844	1.30	32	"
168	16	894	3.10	31	"
169	16	920	3.10	31	"
170	19	820	2.00	32	比較例
171	20	835	1.20	33	"
172	18	878	2.10	32	"
173	17	894	2.20	31	"
174	22	844	1.30	32	"
175	16	894	3.10	31	"
176	16	920	3.10	31	"
177	21	770	0.54	35	"
178	22	905	3.20	19	"
179	11	746	3.03	42	"
180	10	710	0.98	40	"
181	14	690	0.04	39	"
182	9	898	3.00	12	"
183	11	742	1.70	38	"
184	25	650	0.05	39	"
185	15	750	1.00	31	従来例
186	23	890	1.80	24	従来例

【0110】No. 134～145は本発明例である。一方、No. 146～157は、化学組成はNo. 134～145の発明例と同一であるが、鍛造条件が本発明の範囲外の比較例である。

【0111】また、No. 158～169は他の本発明例である。一方、No. 170～176は、化学組成はNo. 158～161及びNo. 167～169の発明例と同一であるが、鍛造条件が本発明の範囲外の比較例である。

【0112】No. 177～184は化学組成が本発明の範囲外の比較例である。No. 185は従来鋼であるJIS SCr420鋼である。No. 186はJIS鋼を改良した従来例の高強度浸炭用鋼である。No. 134～No. 145の発明例は、酸化物系非金属介在物及び鍛造条件を規定しているため、いずれの特性も従来例であるNo. 186の高強度浸炭用鋼と同等以上である。

【0113】No. 146～157の比較例は、鍛造条件が本発明の範囲外であるため、No. 134～No. 145の本発明例に比較して衝撲特性は劣るが、No. 185のSCr420鋼よりもいずれの特性も優れている。

【0114】No. 158～169の発明例は、No.

134～145の発明例と化学組成は同一であるが、酸化物系非金属介在物の点では劣っているため、転動疲労寿命はNo. 135～145の場合に比較して劣っている。しかし、その転動疲労寿命をはじめ、衝撲値、疲労強度、工具寿命などの特性は、いずれも従来鋼のSCr420鋼よりも優れている。

【0115】No. 170～No. 176の比較例は、発明例No. 158～161及びNo. 167～169と化学組成は同一であるが、鍛造条件が本発明の範囲外であるため、衝撲特性が劣っている。

【0116】No. 177の比較例は、Si量が本発明の範囲を下回り、転動疲労寿命が低下している。No. 178の比較例は、Mn量が本発明の範囲を越えており、被削性の劣化が著しい。

【0117】No. 179の比較例は、P量が本発明の上限を越えており、衝撲値及び疲労強度の低下が著しく、従来鋼SCr420よりもその特性は劣っている。No. 180の比較例は、S量が本発明の上限を越えており、衝撲値、疲労強度および転動疲労寿命が従来鋼SCr420よりも劣っている。

【0118】No. 181の比較例は、Al量が本発明を下回り、この結果、O量が増加して疲労強度及び転動疲労寿命がともに極端に低下し、従来鋼SCr420を

THIS PAGE BLANK (USPTO)

下回っている。

【0119】No. 182はC量が本発明の上限を越える比較例であり、衝撃値及び被削性が従来鋼よりも低下している。No. 183の比較例は、N量が本発明の範囲を下回っており、衝撃値が従来鋼のSCr420よりも劣っている。

【0120】No. 184の比較例は、C量が本発明の範囲を下回っている場合であり、疲労強度及び転動疲労寿命が従来鋼のSC420よりも劣っている。以上説明したように、本発明を適用することにより、浸炭プロセスを経て製造される歯車と同等以上の特性を有する歯車

を、生産性の高い高周波焼入れプロセスにおいて確保することが可能である。

【0121】

【発明の効果】本発明によれば、鋼の化学組成、酸化物系非金属介在物の個数及びサイズを規制し、かつ二次加工プロセスにおける熱間鍛造条件を規定することにより、従来は浸炭プロセスで製造される歯車等の機械部品に生産性の良い高周波焼入れを適用することが可能となり、その結果、浸炭品と同等以上の特性を有する部品を容易に量産できるという効果を奏する。

フロントページの続き

(51) Int.Cl.⁶

C22C 38/14

識別記号

F I

C22C 38/14

THIS PAGE BLANK (USPTO)